

III. 計算結果の例

Simulator が描く曲線は Fig. 2 のようなもので、このような曲線がそれぞれの node point についてえられる。この曲線より凝固開始、終了時間（それぞれ liquidus solidus の温度に到達した時間）が求められ、鑄型内における凝固について幾つかの異なった条件の下での結果をまとめると Fig. 3 のようになる。Fig. 3 で 1500—1470—1425—1000 とあるはそれぞれ鑄型内における溶鋼温度、liquidus 温度、solidus 温度、鋼塊の表面温度を示す。

IV. 考 察

(1) 凝固開始、終了時間の開きについて Fig.3が示すように、鋼塊内の任意の点における凝固の開始時間と終了時間の間には大きな開きがある。従来の諸計算の結果は simulator では終了時間に相当するものであるが、simulator によればある点で凝固が完全に終了するはるか以前に凝固はすでに始まっていることがわかる。これまで型抜き時間は、たとえば鋼塊の厚さの 80% が凝固するのに要する時間として決められてきたが simulator が与える時間を実際の鋼塊の時間に換算してみると、現行の型抜き時間は大体において中心の凝固開始時間に相当することがわかる。

(2) 溶鋼注入温度の影響 Fig. 3 によれば注入終了時の鑄型内の溶鋼温度が 10°C 上昇することによつて、中心における凝固開始および終了時間は数%増大し、特に開始時間の遅れの大きいことがわかる。

(3) 凝固開始温度の影響 凝固開始温度が 1470, 1480, 1490 と上昇した場合を Fig. 3 でみると、凝固開始温度が 10°C 上昇することにより、凝固開始時間は 10~25%遅れるが終了時間はせいぜい 4%程度しか遅れないことがわかる。

(4) その他 Fig. 3 には鑄型内における凝固の例のみを示したが、型抜き、均熱をも含めた諸過程について計算を試みている。simulator による計算の場合にも、溶鋼、鋼塊の熱的定数をいかに選ぶかは大切な問題である。特に溶鋼の熱伝導率については測定値らしいものは見当たらないが、溶鋼の熱伝導率が 1/2 倍または 2 倍位の範囲で変わつても、凝固終了時間にはせいぜい 10% 程度しか響かないことがわかつた。また計算の対象となる鋼塊の部分を幾つに等分して模擬するか換言すれば node point の数を幾つに選ぶかが計算結果におよぼす影響も調べ、IBM 7070 による計算結果とも比較した。

V. 結 言

相変化を伴う熱伝導問題の解析に analog simulator が役立つことがわかつた。多くの parameter を多数回変更する必要のある凝固現象の解析には digital computer よりも analog simulator の方が簡便であり、経済的でもある。analog simulator によりはじめて凝固開始時間と終了時間の間には大きな開きのあることが判明し、造塊諸条件の影響もわかつた。これらのことは型抜き時間、トラックタイムなどの検討に新たな資料を提供するものといえよう。

文 献

1) VICTOR PASCHKIS: "Theoretical Thermal Studies of Steel Ingot Solidification", Trans.

mer. Soc. Metals. 38 (1947), p. 117

2) KARPLUS: Analog Simulation, McGraw-Hill Book Company, Inc. 1958, p. 204

669.14-412=620, 184, 2/4
(77) 小鋼塊のマクロ組織について

三菱製鋼長崎製鋼所

62257

○竹下勝人・竹内秀光・大屋正行・林満洲雄

On the Macrostructure of Small Ingots.

Masato TAKESHITA, Hidemitsu TAKEUCHI,

Masayuki OHYA and Masuo HAYASHI.

I. 結 言 1347~1349

鋼塊のマクロ組織は鋼の化学組成、鑄造条件および鑄型形状などによつていろいろ変化することはよく知られた事実であり、かつ鋼塊の健全性とマクロ組織との間には相当大きな関連性を有するので、マクロ組織の形成に影響をおよぼす諸因子について調査を行なうことは鋼塊製造上大きな意義を有することである。

マクロ組織には柱状晶、樹枝状晶、自由晶など凝固条件によつて変化する結晶組織とVおよび逆V偏析と呼ばれる偏析組織がある。これらマクロ組織の研究には従来は少なくとも数t以上の鋼塊が主として実験に供されている。これら大鋼塊においては dumping method によつてもあるいは切断法によるとしてもいろいろの測定、実験の遂行にあつては相当の困難と経費を要することから、幾多の研究がこれまでに行なはれてはいるが相当多数に条件を変化させて実験を行なうことには多大の困難が伴つたであろう。

小鋼塊のマクロ組織には大鋼塊で観察されるマクロ組織全部が全ての場合に観察されるというわけには行かないが、小鋼塊のマクロ組織について得られた筆者等の若干の知見について述べよう。

II. 実験方法

溶湯は 32kVA の高周波溶解炉によつて溶解され Fig. 1 並びに Table に 1

示すように高径比、鑄型側壁厚を変化させた鑄型に鑄込まれた。溶解量および鋼塊重量は共に 6.7kg であつた。

高径比は 1.70, 2.10 および 2.50 の段階とし鑄型側壁厚は厚

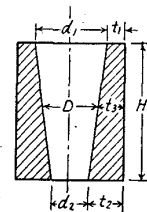


Fig. 1. Shape of an ingot mould.

さの大きなもので実験が完了した後、順次外側が旋削されて鑄型壁厚の小なるものとして使用された。したがつて内径および内容積は高径比の同じものでは全く変化しなかつた。鑄造条件は鑄込温度を 1480°C ~ 1520°C とすることを目標とし鑄込速度はほぼ 7s で一定であつた。さらに hot top を行なう時はテルミット約 23g を 10s 間隔で 3 回押湯へ投入した。

供試鋼塊の化学組成は 0.5~0.6% C 炭素鋼を標準とし、一部炭素含有量の変化がマクロ組織におよぼす影響を知るために低炭素鋼および高炭素鋼が使用された。

Table 1. Ingot mould dimension.

No.	H/D	H	テ- パ-	d ₁	d ₂	t ₁	t ₂
1	1.70	140	0.070	92	72	34	44
		//	//	//	//	26	36
		//	//	//	//	15	25
		//	//	//	//	15	20
2	2.10	160	0.058	84	70	45	52
		//	//	//	//	28	35
		//	//	//	//	22	29
		//	//	//	//	15	22
3	2.50	180	0.026	78	68	26	31
		//	//	//	//	16	21

また高径比 1.70 および 2.50 の鋼塊については押湯上面が凝固した直後、内部に溶鋼が封ぜられた状態で鋳型と一体で顛倒させそのまま凝固を完了させた実験も行なわれた。

それぞれ凝固した鋼塊は縦軸上で縦断され研磨後、サルファ・プリント軽腐食および強腐食像が観察された。

III. 実験結果

1) 高径比 1.70 の小鋼塊について

6 コの鋼塊が鋳込まれ自由晶の現出した鋼塊は 2 コその内 1 コには V 偏析痕、他の 1 つには U pattern が観察され他の 4 コの内 2 コに単なる偏析痕が認められた。

自由晶が観察された鋼塊が他のそれ等と異なる条件はそれぞれ鋳込温度が 1520°C でこの一連の実験の中での最高鋳込温度の一つであることと炭素量が他より若干低かつたことである。さらに V 偏析痕の認められた鋼塊の鋳込温度は 1520°C であつた。鋳込温度がこれより低いものでは偏析痕が観察されないか、または認められたにせよ V pattern を示していなかつた。鋳型壁厚の影響はこれら組織および偏析には大きな影響を示さないようであり、柱状晶厚みもこれと必ずしも比例してはいなかつた。柱状晶が底部からと側面からと生長して交わる面が底面となす角度はほぼ 45° であつた。

2) 高径比 2.10 の小塊について

6 コの鋼塊の調査では自由晶が認められる鋼塊は皆無であり V 偏析痕が観察された鋼塊は 1 コのみであつた。V pattern を示さない偏析は他に 3 コ観察されたが、V pattern を示した鋼塊が他のそれと異なる条件は鋳込温度が 1520°C であつた。柱状晶の状況は高径比 1.7 のそれと大差がなかつたが樹枝状晶は鋳型壁厚の減少とともに微細になる傾向を示した。

3) 高径比 2.50 の小鋼塊について

5 コの鋼塊について調査されたが 1 コを除き、自由晶は他の 4 コの鋼塊に認められ、V 偏析痕は他の高径比の場合と異なり条件のいかに問わず先での鋼塊に観察された。この系では標準鋼種で特別な鋳込条件を必要とせず自由晶および V 偏析痕が観察されたので、これらマクロ組織の生成におよぼす炭素含有量の影響を知るために低炭素(0.2~0.3)および高炭素鋼が調査されたが、高炭素鋼にのみ自由晶が観察されなかつた。

柱状晶については他の高径比の場合と大差なかつた。

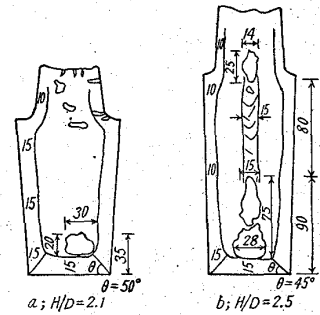
4) 特殊な凝固条件を与えた小鋼塊について

以上 3 種の高径比を有する鋳型に鋳込まれた鋼塊について V 偏析痕などの生成に影響をおよぼす因子を調査するには dumping method などの特別な調査方法を行なう考慮を払わなければならないが、本実験においては押湯部上面が凝固し未凝固の内容物が鋼塊を顛倒させて外部へ流出しないようになってから鋳型とともに鋼塊を顛倒せしめそのままの状態完全に凝固させた後、中央より縦断して組織を観察した。その状況を Fig. 2 a, および b, に示す。a) および b) は高径比がそれぞれ 1.7 および 2.5 の鋼塊で鋳込

温度は 1510°C および 1520°C であつた。収縮窩はとも

にも鋼塊の上部および下部にあり、下部の収縮窩の下端は柱状晶に接し、a, b 両鋼塊とも顛倒時内部が未凝固の状態であつたことを示している。高径比 1.7 の鋼塊 a, では偏析痕の存在は認められなかつたが高径比 2.5 の鋼塊 b, においては頂点を下方に有する V 偏析痕が鋼塊軸上に観察された。この偏析痕群における組織は細い樹枝状晶であつた。

Fig. 2. Schematic macrostructure of overturn solidified ingots.



IV. 検 討

これらの実験においていろいろの条件に顕著に影響されるマクロ組織は柱状晶以外の組織であつた。

樹枝状晶と自由晶はともに equi-axed crystal とし論ぜられる場合と前者を dendrite 後者を free crystal とし論ぜられる場合とがある。筆者等は強腐食像によつて後者の表現にしたがつて観察した。これら一連の実験においては樹枝状晶は全ての鋼塊に観察されたが自由晶は必ずしもしからず各高径比の鋼塊において 2/6, 0/6, 3.5/5 (高径比 1.7, 2.1, 2.5) の割合で観察され、鋳込温度が高く、炭素量が低く、かつ高径比の大なるものに現出し易い傾向を示した。これら組織の生成は一般に過冷度によつて説明されているが高径比と過冷度との関係についてはさらに実験検討が必要であらう。

マクロ偏析については逆 V 偏析はこれら健全な小鋼塊においては 1 コも観察されなかつたが、V 偏析痕ないしサルファプリントにおける V pattern は高高径比の鋼塊において 1/6, 1/6, 5/5 (高径比 1.7, 2.1, 2.5) の割合で認められ高径比 2.5 においては炭素含有量および鋳込条件のいかに係わらず全鋼塊に観察され他の高径比のそれでは鋳込温度の高いものに認められた。この傾向は LARIA が大鋼塊で観察した事実とも定性的に一致するものである。また特殊な凝固条件を与えた小鋼塊において V pattern の頂点が鋼塊下部の方向にあることは凝固前の溶湯中にはすでに V pattern として凝固後観察されるような濃度勾配に溶質が排列されており、溶湯

の位置が顛倒されることによつてもその排列が容易に変更されるものではないことを意味すると考えられ、凝固時の収縮によつて V pattern が形成されるとする推論とは若干趣を異にし、溶湯の冷却条件の如何によつて V pattern の排列の難易が決定されることを示しているものといえよう。

以上観察された事柄はこれまでに発表された鋼塊のマクロ組織およびマクロ偏析に関する研究の一部と傾向的に一致することかつ比較的容易に組織および偏析の現出を control し得ることがこのような小鋼塊の実験によつて認められ、これらマクロ組織および偏析の生成に影響をおよぼす条件を小鋼塊で測定し得る可能性を示していると見て差支えないであろう。

66914, 018, 258, 2 = 412, 620, 184, 2
 = 621, 746, 583 - 982 = 621, 746, 512 = 629
 (78) 鍛圧用鋼塊の内部性状について, 046, 558
 住友金属工業製鋼所 62258
 ○岡田 大・相田 彰

On the Internal Quality of Ingots for Forging.

Masaru OKADA and Akira AIDA. 1349~1350

I. 緒 言

比較的大型の鋼塊内部の組成あるいは組織の不均一性は軸心部において最もいちじるしい。したがつて軸心部の性状を明らかにすることによつて鋼塊内部品質の過半を知ることができる。

ここではおおよそ 4~30 t 程度の鍛圧用鋼塊について 鑄込後または鍛圧後の主なる状態を知るために軸心部から試料を採取し、マクロ的性状の外、主として加工を経ても本質的に変化しない化学成分の偏析、非金属介在物ならびにこれに関与する諸成分の分布などを調査した。

その結果、鋼塊の大きさが化学成分の偏析におよぼす影響、真空鑄造、鑄込温度、脱酸法などが鋼塊の内部性状におよぼす影響などを明らかにした。

II. 鋼塊の大きさが化学成分の偏析におよぼす影響

鋼塊内部の化学成分の偏析は軸心部において最もいちじるしく、軸心上部に正、下部に負の偏析が現われることはよく知られている。そこで鋼塊の大きさが軸心部におけるこの化学成分の偏析の程度におよぼす影響について試験を行なつた。

試験を行なつた鋼塊はおおよそ 4~30 t の鋼塊約 30 本であり、分析を行なつた位置はそれぞれの鋼塊軸心部の底から、おおよそ 3~80 重量%におよぶ範囲である。したがつてここでは押湯および本体最上部の正偏析は含んでいない。

この結果最も偏析しやすいといわれている C, P, S の最大偏析率 $\frac{[(\text{最大値}) - (\text{最小値})]}{\frac{1}{2}[(\text{最大値}) + (\text{最小値})]}$ はいずれも鋼塊が大きくなるにしたがつて大となる。一例として C の場合を Fig. 1 に示す。これを従来値と比較すると、本試験においては鋼塊本体最上部の正偏析を含んでいないので、当然のことながら最大偏析率は低い。ただ C の偏析率は鋼種によつて異なり、C 含有量が増加するにしたがつて最大偏析率は小となることがわかつた。なお真空鑄造を行なつても化学成分の

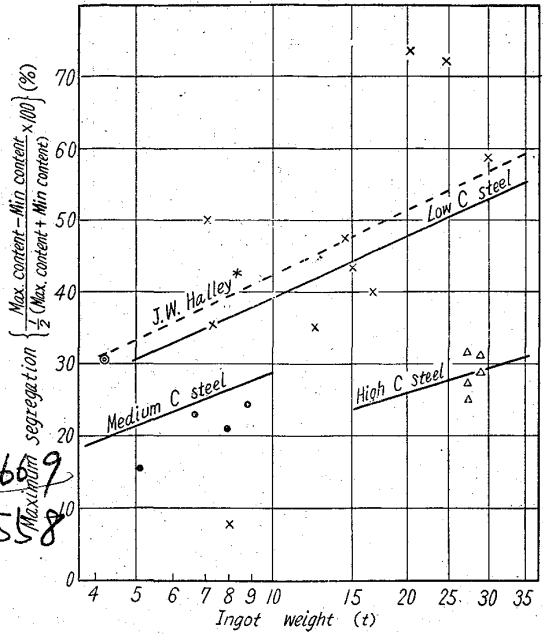


Fig. 1. Effect of ingot weight on the maximum segregation of C. (* BOHS (1951) p. 455)

偏析率には特に大きな変化はなかつた。

III. 真空鑄造が鋼塊の内部性状におよぼす影響

流滴脱ガス型真空鑄造法が鋼塊の内部性状におよぼす影響について試験を行なつた。真空鑄造時の真空度はいづれも 10^{-1} mmHg 程度である。

Cr-Mo-V 鋼 3 溶解をそれぞれ 2 本の 5 t 鋼塊に鑄込んだ。その際第 1 本目を大気下で通常の鑄込を行ない、第 2 本目を真空下で鑄込んだ。鑄込条件は、大気鑄造の場合に較べて真空鑄造では鑄込温度が約 60°C 低く、鑄込速度が約 80% 大であつた。

この鋼塊を鍛圧後、それぞれの鋼塊の上部、中央部、下部に相当する位置から横断面の試験片を採取し、この試験片について分析または観察を行なつた。

この結果、真空鑄造を行なうことによつて化学成分の偏析は特に変化がないが、Table 1 に示すごとく、ガスの含有量が大幅に減少し、これと同時にアルミナ系の砂および酸不溶 Al が減少し、非金属介在物の個数ならびに大きさがともにいちじるしく減少する。また機械的性質では衝撃値が若干向上するなどのことが明らかとなつた。

次に一般に最も汚染のいちじるしい鋼塊底部の清浄度におよぼす真空鑄造の影響について試験を行なつた。すなわち低炭素鋼を 2 本の 25 t 鋼塊に鑄込み、その際 1 本を通常通り大気下で鑄込み、他の 1 本を真空鑄造した。鑄込条件は、大気鑄造の場合に較べて真空鑄造では約 2 倍の高速鑄込を行なつている。

この鋼塊を鑄込後、底部の軸心縦断面から試験片を採取し、この試験片について分析または観察を行なつた。この結果、真空鑄造を行なうことによつて、鋼塊底部の性状は酸素、砂、酸不溶 Al、非金属介在物のいずれもが大巾に減少することが明らかとなつた。

以上の 2 実験から、真空鑄造を行なうことによつて鋼塊の内部性状特に清浄度をいちじるしく改善しうること